

PRODUCTION OF COLD ROLLED STEEL SHEET FOR DEEP DRAWING

Publication number: JP6017140

Publication date: 1994-01-25

Inventor: SENUMA TAKEHIDE; MATSUMURA GIICHI

Applicant: NIPPON STEEL CORP

Classification:

- international: **C21D8/04; C21D9/48; C22C38/00; C22C38/14;**
C22C38/00; C22C38/14; C21D8/04; C21D9/48;
C22C38/00; C22C38/14; C22C38/00; C22C38/14;
(IPC1-7): C22C38/00; C22C38/14; C21D9/48; C21D8/04

- European:

Application number: JP19920175271 19920702

Priority number(s): JP19920175271 19920702

Report a data error here

Abstract of JP6017140

PURPOSE:To obtain a cold rolled steel sheet excellent in deep drawability and shape by specifying hot rolling and cooling conditions for an ultra-low carbon steel with specific composition and refining the structure of a hot rolled plate. **CONSTITUTION:**A steel consisting of, by weight, 0.0005-0.005% C, $\leq 0.005\%$ N, $\leq 0.1\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, $\leq 0.1\%$ Al, Ti and/or Nb by the amounts satisfying the conditions in $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$, 0.1-1.5% of one or more elements among Mn, Cr, Cu, Ni, and Mo, and the balance Fe is used. This steel is rolled at a temp. between the Ar3 transformation point and (Ar3 transformation point +100 deg.C) at $\geq 70\%$ total draft and finish annealing is completed at a temp. not lower than the Ar3 transformation point or rolling is done at a finishing temp. between the Ar3 transformation point and (Ar3 transformation point +50 deg.C) at $\geq 30\%$ final draft. This steel is cooled from the point of time directly after rolling down to (Ar3 transformation point -50 deg.C) at ≤ 50 deg.C/sec average cooling rate, rolled at 0.5-10% draft, coiled at ≤ 750 deg.C, and successively subjected to ordinary pickling, cold rolling, and annealing.

Data supplied from the **esp@cenet** database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平6-17140

(43) 公開日 平成 6 年 (1994) 1 月25日

(51) Int.Cl. ⁵	識別記号	序内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 1 D 9/48	E			
8/04	A	7412-4K		
// C 2 2 C 38/00	3 0 1 S			
38/14				

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全 8 頁)

(21) 出願番号	特願平4-175271	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22) 出願日	平成 4 年 (1992) 7 月 2 日	(72) 発明者	瀬沼 武秀 千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(72) 発明者	松村 義一 千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(74) 代理人	弁理士 椎名 彊 (外 1 名)

(54) 【発明の名称】 深絞り用冷延鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、深絞り性及び形状に優れた冷延鋼板を提供する。

【構成】 I F 鋼を変態点以上で仕上圧延した後直ちに急冷し、熱延板の微細化を図るか、或いは変態点以上で仕上圧延する際、最終段の圧下率を少なくとも 3 0 % 以上と限定し、圧延後すぐに急冷し、熱延板の微細化を図る。その後弱圧下の形状制御圧延を行ない、低温で巻取り、引き続き通常の冷延、焼鈍をすることを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法。

1

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%でC:0.0005%以上、0.005%以下、N:0.005%以下、P:0.1%以下、S:0.02%以下、Al:0.1%以下を含みTiおよびNbのいずれか一方または双方を $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$ なる条件を満足するように含有し、Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避の不純物からなる鋼をAr:変態点以上、Ar:変態点+100℃以下の温度域で少なくとも全圧下率が70%以上の圧延を行ない、Ar:変態点以上で仕上圧延を終了し、圧延直後からAr:変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法。

【請求項2】 重量%でC:0.0005%以上、0.005%以下、N:0.005%以下、P:0.1%以下、S:0.02%以下、Al:0.1%以下を含みTiおよびNbのいずれか一方または双方を $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$ なる条件を満足するように含有し、Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避の不純物からなる鋼をAr:変態点以上、Ar:変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後からAr:変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は深絞り性及び形状に優れた冷延鋼板の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】TiやNbを極低炭素鋼に添加し、鋼中のC, Nを析出物の形で固定し、固溶の侵入型元素の存在しないIF鋼(Interstitial atom free steel)を用いて深絞り用冷延鋼板を製造する方法はすでに多く開示されている(例えば、特開昭58-107414号公報、特公昭44-18066号公報)。また、冷延焼鈍後の成品板の深絞り性を向上させる方法として、熱延板を微細化することが有効であることが知られており、その微細化を達成するために、熱延後できるだけ速やかに冷却する技術が開示されている(例えば、特開昭58-48635号、特開昭61-276930号公報)。一方、熱延板を微細化する

2

方法に熱延圧下率を高めることが有効であることが高張力鋼の成分系では確認されている(特開昭59-107023号公報、特開昭58-221258号公報)。この微細化方法を極低炭素鋼に適用することにより若干の組織の微細化を図ることはできるが、従来の冷却条件では大圧下圧延して顕著な細粒化効果が得られないのが現状である。

【0003】また、最終段で大圧下圧延を行なうと熱延板の形状が劣化し、それが冷延時の操業に支障を起すことがあり、多くの場合最終製品板の品質の劣化にもつながる。それゆえ、形状の観点から現状では最終段の圧下率は一般に30%以下に抑えられている。そのうえ、現状の連続熱延設備では仕上圧延機直後に形状制御のセンサーである板厚計、板幅計、クラウン測定装置などの板形状の計測器があるため、仕上圧延後すぐに冷却を開始することができない。一方、冷却装置を仕上圧延機直前に設置し、板形状の計測器を後方に設置すると形状制御の応答性が悪くなり、制御性の劣化を招くという問題が存在する。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、極低炭素鋼の熱延冷却条件を最適化し、熱延板の組織を細粒化することにより深絞り性及び形状の優れた冷延鋼板を製造する方法を提供するものである。

【0005】

【課題を解決するための手段】本発明者らは高張力熱延鋼板を微細化する研究を長年にわたり行ない、加工度の増加、冷却速度の増加、冷却開始時間の短縮が細粒化に効果的であることを見いだした。この知見を基に極低炭素鋼の細粒化を試みたところ、成分の高純化に伴い冷却速度の増加および冷却開始時間の短縮により必ずしも細粒化は促進されず、表面近傍に柱状晶の粗大粒が生成することが分かった。また、極低炭素鋼は大圧下圧延をした後、通常のパターンで冷却しても細粒化はほとんど達成できなかった。この原因を加工度、冷却速度、冷却開始時間を正確に制御できるラボ試験機を用いた実験で詳細に検討したところ、大圧下圧延の直後からオーステナイトは急速に再結晶を起こし、加工によって導入された転位の消滅を招き、フェライト粒の微細化が十分達成できないことが分かった。本来は加工度の増加に基づき、導入される転位が多くなるので微細化は進むことが期待されたが、加工度の増加は同時に加工発熱による温度上昇も伴うため、熱的活性化過程による転位の消滅も顕著に進み細粒化が達成できなかったものと考えられる。大圧下圧延により高張力鋼では細粒化が達成でき、極低炭素鋼では顕著な組織の微細化が達成できなかったのは、極低炭素鋼の成分の高純化が転位の消滅を容易にしたことによると考えられる。

【0006】本発明者らは極低炭素鋼の細粒化及び深絞り性に及ぼす成分、熱延条件、熱延後の冷速、冷却開始

時間の影響を検討し、限られた条件下でのみ極低炭素鋼の熱延板の顕著な細粒化が達成できると共に優れた深絞り性を有する冷延鋼板が得られることが分かった。本発明の要旨とするところは、

(1) 重量%でC: 0.0005%以上、0.005%以下、N: 0.005%以下、P: 0.1%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.1%以下を含みTiおよびNbのいずれか一方または双方を $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$ なる条件を満足するように含有し、Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼をAr_s変態点以上、Ar_s変態点+100℃以下の温度域で少なくとも全圧下率が70%以上の圧延を行ない、Ar_s変態点以上で仕上圧延を終了し、圧延直後からAr_s変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法。

【0007】(2) 重量%でC: 0.0005%以上、0.005%以下、N: 0.005%以下、P: 0.1%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.1%以下を含みTiおよびNbのいずれか一方または双方を $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$ なる条件を満足するように含有し、Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が0.1%以上、1.5%以下で残部Feおよび不可避免の不純物からなる鋼をAr_s変態点以上、Ar_s変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後からAr_s変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却し、その後0.5%以上、10%以下の圧延をし、750℃以下で巻取、引き続き、通常の酸洗、冷延、焼鈍を行なうことを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法にある。

【0008】以下に、本発明を詳細に説明する。本発明の成分は組織の微細化と深絞り性の両方の観点より限定される。C量およびN量の上限を0.005%としたのは、これ以上の添加は深絞り性を劣化させるためである。C量の下限を0.0005%としたのは、これ以下の添加では熱延板の細粒化が十分起きず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量の下限を0.1%としたのは、これ以下の添加では熱延板の細粒化が十分起きず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。また、上限を1.5%としたのは、これ以上の添加は深絞り性の劣化を招くためである。P, S, Alの添加量の上限は成形性より限定されるもので、P, Alは0.1%以上、Sは0.02%以上添加されると、熱

延時あるいは成品板のプレス加工時などで欠陥が生じる可能性が高くなるためである。

【0009】TiおよびNbのいずれか一方又は双方を $0.2 < (C/12 + N/14 + S/32) / (Ti/48 + Nb/93) < 1.4$ なる関係を満足するように添加すると限定したのは、鋼中のCおよびNを大部分析出物の形で固定でき、かつコスト高になるTiおよびNbの添加を最小限におさえるためである。鋼中のCおよびNを固定することは、圧延での集合組織制御により、製品の深絞り性を良好ならしめるに有利な方位である(111) < 112 > (554) < 225 >などの集積度の高い集合組織を有する鋼板を得ることができるからである。なお本発明において、2次加工割れの防止に0.0050%以下のB添加しても本発明の趣旨を損なうものではない。

【0010】つぎに、プロセス条件の限定理由について述べる。先ず第1の発明についての条件であるが、Ar_s変態点以上、Ar_s変態点+100℃以下の温度域での全圧下率の下限を70%としたのは、これ以下の全圧下率では、下記の冷却条件を満足しても熱延板の微細化が十分達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。また、熱延の仕上温度をAr_s変態点以上と限定したのは、それ以下の温度で仕上圧延を行なうと、加工粒あるいはフェライトの再結晶粒が生成し、十分な細粒化が達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。

【0011】圧延直後からAr_s変態点-50℃までの平均冷速を50℃/sec以上と限定したのは、これ以下の冷速で冷却すると、熱延板の微細化が十分達成できず、最終製品の深絞り性が劣化するためである。また、引き続き行なう圧延は形状補正のために行なうもので、それに必要な最低圧下率が0.5%である。一方、上限圧下率を10%としたのは、圧下率がそれ以上になると冷却中及び巻取工程においてひずみの緩和を図ろうと組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。そして、それに伴い最終製品の深絞り性が劣化する。巻取温度の上限を750℃としたのは、それ以上の巻取温度では上記の組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。

【0012】次に第2の発明についての条件であるがAr_s変態点以上、Ar_s変態点+50℃以下の仕上温度で、かつ最終圧下率30%以上で圧延した後、圧延直後から冷却を開始し、圧延直後からAr_s変態点-50℃までの平均冷速50℃/sec以上で冷却するというプロセス条件の限定は熱延板の組織を微細化するためのものである。熱延の仕上温度がAr_s変態点以下であると、加工粒あるいはフェライトの再結晶粒が生成し、十分な細粒化が達成できない。一方、仕上温度がAr_s変態点+50℃以上になるとオーステナイト中の転位密度が低く、変態後のフェライト組織が微細にならない。

【0013】最終圧下率の下限を30%としたのは、こ

れ以下の圧下率ではフェライト組織が顕著に微細化しないためである。しかし、顕著な微細化を達成するには下記する冷却条件との組み合わせが必須である。すなわち、冷却を圧延直後から開始し、その冷速を限定することにより本発明鋼の顕著な微細化が可能になる。圧延直後からA_r：変態点-50℃までの平均冷速を50℃/s以上に限定したのは、これ以上の冷速で冷却することにより変態後のフェライト組織が顕著に微細になるためである。

【0014】また、引き続き行なう圧延は形状補正のために行なうもので、それに必要な最低圧下率が0.5%である。一方、上限圧下率を10%としたのは、圧下率がそれ以上になると冷却中及び巻取工程においてひずみの緩和を図ろうと組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。そして、それに伴い最終製品の深絞り性が劣化する。巻取温度の上限を750℃としたのは、それ以上の巻取温度では上記の組織の粗大化が起こる可能性が高いためである。

【0015】上記の形状補正圧延はA_r：変態点-50℃以下、巻取までのどの時点で行なってもよいが、仕上圧延機の前段の圧延機を利用することによって、形状制御のセンサーである板厚計、板幅計、クラウン測定装置などの板形状の計測器を現状の設置位置で使用できる利点がある。この場合、最終段の前のパス間に冷却装置を設置し、最終段に達するまでにA_r：変態点-50℃まで冷却する必要がある。本発明鋼は冷延後めっき工程をへて表面処理鋼板として使用されることは本発明の趣旨を何ら損するものではない。

【0016】

【実施例】

実施例1

本発明の実施例を、比較例と共に説明する。表1に示した成分組成を有する鋼を種々の条件で製造した。ここで変態点は1℃/sで冷却した時の変態開始温度をフォーマスターを用いて求めた値である。各実験の製造条件、熱延板の結晶粒度、熱延板の急峻度及び成品板のr値を表2に示す。粒度番号はASTM-No.である。急峻度は板幅方向の波形状を分母を振幅、分子を波の高さで表したものである。スラブ加熱温度は1200℃で、仕上げ板厚は4mmである。冷延率は80%で、焼鈍は連続焼鈍炉で820℃で100秒間行なった。ただし、実験20は780℃の連続溶融亜鉛めっきラインにて合金

めっきを行なった。

【0017】本発明の範囲である実験番号1、7、9、10、15、16、18、19、20は熱延板の粒径も細かく、成品板のr値も高い。また、熱延板の急峻度も小さい。形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲外の実験番号2の材料は熱延板の急峻度が大きく、冷延の作業性が悪く、成品板の形状でも部分的に不良部が存在した。一方、形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲より大きかった実験番号5の材料は、部分的に熱延板で粗大粒が生成し、成品板のr値が高くならなかった。熱延板での同様の粗大粒は巻取温度が本発明の範囲以上であった実験番号4の材料にも見られた。仕上圧延終了からA_r：変態点-50℃までの平均冷速が本発明の範囲以下の実験番号3の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板のr値が高くならなかった。仕上温度が変態点以下となった実験番号6の材料では熱延組織が部分的に加工組織を呈し、成品板のr値が高くならなかった。

【0018】A_r：変態点+100℃～A_r：変態点の温度域での全圧下率が本発明の範囲以下の実験番号8の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板のr値が高くならなかった。C量が本発明範囲を超えた実験番号11の材料は、熱延板の組織は微細であったが、成品板のr値が高くならなかった。逆に、C量が本発明範囲以下である実験番号17の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板のr値が比較的低い。 $(C/12+N/14+S/32)/(Ti/48+Nb/93)<1.4$ の関係を満足しない実験番号12の材料は、成品板のr値が高くならなかった。

【0019】Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が本発明の範囲以下であった実験番号13の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板のr値が高くならなかった。逆に本発明の範囲以上添加された実験番号14の材料は、熱延板組織は微細になるが成品板のr値は低い。連続溶融めっきラインを通した本発明の範囲内の実験番号20の材料でも高いr値が得られており、連続焼鈍以外の焼鈍プロセスでも本発明鋼は優れた特性を示す。表中には記していないが本発明鋼はr値の異方性も低くなり、表中の本発明鋼では一般にΔrの絶対値が0.3以下であった。

【0020】

【表1】

表 1 材 料

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Nb	B	Cr	Cu	Ni	Mo	N	$\frac{C/12+H/14+S/32}{Ti/48+Mn/98}$	Ar ₃ 硬化点 (℃)	本發明鋼 H材料 ×
A	0.0023	0.01	0.15	0.009	0.012	0.042	0.042							0.0021	0.819	901	○
B	0.0022	0.01	0.13	0.010	0.006	0.025	0.020	0.020						0.0020	0.813	902	○
C	0.0072	0.01	0.20	0.011	0.007	0.033	0.038		0.0002					0.0024	0.819	896	×
D	0.0032	0.01	0.18	0.012	0.006	0.032	0.020							0.0023	1.494	898	×
E	0.0024	0.02	0.05	0.008	0.004	0.043	0.040		0.0002					0.0032	0.634	904	×
F	0.0031	0.02	1.52	0.002	0.003	0.046	0.033		0.0002					0.0028	0.883	893	×
G	0.0025	0.02	0.15	0.072	0.005	0.032	0.042			0.12	0.72	0.35		0.0033	0.636	848	○
H	0.0023	0.01	0.18	0.008	0.004	0.039	0.048		0.0002	0.56			0.12	0.0029	0.523	875	○
I	0.0003	0.01	0.15	0.009	0.005	0.025	0.021		0.0002					0.0025	0.822	905	×
J	0.0008	0.01	0.12	0.011	0.003	0.033	0.045		0.0003					0.0020	0.323	904	○
K	0.0016	0.02	0.15	0.008	0.007	0.032		0.042						0.0030	1.254	899	○

[0021]

40 [表2]

表 2

実験 番号	材 料	仕上温度 (°C)	Ar ₃ ~ Ar ₂ +100 °Cの温 度域での全圧下率(%)	仕上温度終了からAr ₃ -50 °Cまでの平均冷速 (°C/s)	形状制御圧延 圧下率 (%)	焼鈍温度 (°C)	熱延板の粒度 番号 (ASTM)	熱延板の急 峻度 (%)	成品板 のr値	本発明対 比較例
1	A	932	90	70	4	655	11.0	0.92	2.53	○
2	A	926	90	70	0.2	609	10.8	3.82	2.44	×
3	A	930	90	35	4	600	9.8	0.86	2.15	×
4	A	940	90	70	4	754	8.4	1.02	1.98	×
5	A	922	90	70	15	611	8.0	0.77	1.76	×
6	A	872	90	70	4	605	—	0.96	1.77	×
7	A	934	75	70	4	623	10.4	0.96	2.36	○
8	A	935	60	70	4	629	9.3	1.12	2.09	×
9	A	936	90	150	4	336	11.6	1.06	2.63	○
10	B	935	90	70	4	730	11.4	0.98	2.64	○
11	C	926	90	70	4	623	12.3	1.04	2.08	×
12	D	935	90	70	4	629	10.2	1.11	2.18	×
13	E	923	90	70	4	555	9.7	0.95	2.30	×
14	F	878	90	70	4	630	12.5	0.95	1.94	×
15	G	877	90	70	4	640	12.4	0.86	2.30	○
16	H	900	90	70	4	605	12.0	0.99	2.36	○
17	I	935	90	70	4	542	8.3	1.06	2.29	×
18	J	940	90	70	4	562	11.0	0.96	2.73	○
19	K	930	90	70	4	660	12.3	1.10	2.64	○
20	A	933	90	70	4	652	10.9	1.02	2.36	○

【0022】実施例2

本発明の実施例を、比較例と共に説明する。表1に示した成分組成を有する鋼を種々の条件で製造した。ここで変態点は1°C/sで冷却した時の変態開始温度をフォーマスターを用いて求めた値である。各実験の製造条件、熱延板の結晶粒度、熱延板の急峻度及び成品板のr値を表3に示す。粒度番号はASTM-No. である。急峻度は板幅方向の波形状を分母を振幅、分子を波の高さで表したものである。スラブ加熱温度は1200°Cで、仕

上げ板厚は4mmである。冷延率は80%で、焼鈍は連続焼鈍炉で820°Cで100秒間行なった。ただし、実験21は780°Cの連続溶融亜鉛めっきラインにて合金めっきを行なった。

【0023】本発明の範囲である実験番号21、22、29、31、35、36、38、39、41は熱延板の粒径も細かく、成品板のr値も高い。また、熱延板の急峻度も小さい。最終段の圧下率が本発明の範囲以下であった実験番号23の材料は熱延板の組織が十分微細にな

11

らず、成品板の r 値が高くならなかった。形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲外の実験番号24の材料は熱延板の急峻度が大きく、冷延の作業性が悪く、成品板の形状でも部分的に不良部が存在した。一方、形状制御圧延の圧下率が本発明の範囲より大きかった実験番号27の材料は、部分的に熱延板で粗大粒が生成し、成品板の r 値が高くならなかった。熱延板での同様の粗大粒は巻取温度が本発明の範囲以上であった実験番号26の材料にも見られた。

【0024】仕上圧延終了から A_r ：変態点 -50°C までの平均冷速が本発明の範囲以下の実験番号25の材料は、熱延板の組織が十分微細にならず、成品板の r 値が高くならなかった。仕上温度が変態点以下となった実験番号28の材料では熱延組織が部分的に加工組織を呈し、成品板の r 値が高くならなかった。また、仕上温度が本発明範囲を超えた実験番号40の材料は熱延板の組織が十分微細にならず、成品板の r 値が高くなかった。C量が本発明範囲を超えた実験番号30の材料は、熱延板の組織は微細であったが、成品板の r 値が高くな

12

らなかった。逆に、C量が本発明範囲以下である実験番号37の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板の r 値が比較的低い。 $(C/12+N/14+S/32)/(Ti/48+Nb/93)<1$ 。4の関係を満足しない実験番号32の材料は、成品板の r 値が高くななかった。

【0025】Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Moの1種または2種以上の含有量が本発明の範囲以下であった実験番号33の材料は、熱延板が粗粒になり、成品板の r 値が高くならなかった。逆に本発明の範囲以上添加された実験番号34の材料は、熱延板組織は微細になるが成品板の r 値は低い。連続溶融めっきラインを通した本発明の範囲内の実験番号41の材料でも高い r 値が得られており、連続焼鈍以外の焼鈍プロセスでも本発明鋼は優れた特性を示す。表中には記していないが本発明鋼は r 値の異方性も低くなり、表中の本発明鋼では一般に Δr の絶対値が0.3以下であった。

【0026】

【表3】

表 3

実験 番号	材 料	仕上温度 (°C)	最終段の圧下率 (%)	仕上圧延終了からAr ₁ -50 °Cまでの平均冷却速 (°C/s)	形状制御圧延の 圧下率 (%)	焼取温度 (°C)	熱延板の粒度 番号 (ASTM)	熱延板の急 冷度 (%)	成品板 のr値	本発明材○ 比較材×
21	A	932	40	70	4	655	11.0	0.92	2.53	○
22	A	930	50	70	4	162	11.8	0.98	2.72	○
23	A	928	23	70	4	612	10.2	1.12	2.21	×
24	A	933	40	70	0.2	539	10.8	3.82	2.44	×
25	A	930	40	35	4	600	9.8	0.80	2.15	×
26	A	940	40	70	4	754	8.4	1.02	1.98	×
27	A	922	40	70	15	611	8.0	0.77	1.76	×
28	A	872	40	70	4	605	—	0.90	1.77	×
29	B	935	40	70	4	730	11.4	0.98	2.64	○
30	C	928	40	70	4	623	12.3	1.04	2.08	×
31	B	941	40	150	4	588	12.2	1.23	2.82	○
32	D	935	40	70	4	629	10.2	1.11	2.18	×
33	E	923	40	70	4	555	9.7	0.95	2.30	×
34	F	878	40	70	4	630	12.5	0.95	1.94	×
35	G	877	40	70	4	640	12.4	0.88	2.30	○
36	H	900	40	70	4	635	12.0	0.99	2.36	○
37	I	935	40	70	4	542	8.9	1.06	2.29	×
38	J	940	40	70	4	562	11.0	0.96	2.73	○
39	K	930	40	70	4	660	12.3	1.10	2.64	○
40	A	967	40	70	4	588	10.3	0.97	2.19	×
41	A	933	40	70	4	552	10.9	1.02	2.36	○

【0027】

【発明の効果】本発明によれば、熱延と冷却の条件を制御することにより、形状もよく、従来の冷延鋼板より高

いr値を持つ超加工性鋼板を製造することができ、今まで一回成形が不可能と思われていたプレス材料の加工が可能になり、工業的に価値の高い発明である。